

Структура эпитаксиальных слоев узкозонных твердых растворов и компенсация дефектов

А.В. Благин¹, Л.В. Благина², В.В. Кодин², Н.А. Нефедова³, И.Г. Попова¹

¹*Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону*

²*Институт технологий ДГТУ, г. Волгодонск*

³*Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени
М.И. Платова, г. Новочеркасск*

Аннотация: Обсуждаются экспериментальные исследования структуры эпитаксиальных слоев элементной базы оптоэлектроники ближнего ИК диапазона. Описана технология получения твердых растворов на основе соединений АЗВ5 методом возвратно-поступательного движения жидкого включения в поле градиента температуры. Определены условия обогащения эпитаксиальных слоев компонентами с низкой растворимостью. Приведены результаты рентгеноструктурных исследований узкозонных твердых растворов, показаны пути формирования пленок с заданным распределением компонентов.

Ключевые слова: твердые растворы, перекристаллизация, градиентная жидкофазная эпитаксия, термомиграция, антимонид-висмутида индия, толщина расплава, градиент температуры, компоненты, координата роста, эпитаксиальные слои.

Введение

Многокомпонентные твердые растворы на основе узкозонных соединений АЗВ5 (InAs, GaSb, InSb) находят все более широкое и многофункциональное применение в оптоэлектронных устройствах ближней инфракрасной области спектра (1,5÷16 мкм) [1-4]. Их получают различными эпитаксиальными методами (жидкофазные, газофазные, молекулярно-пучковые и др.). Для обеспечения роста слоев с заданными характеристиками необходима такая модификация технологической методики, которая обеспечивала бы одновременное управление и топологией слоев, и распределением компонентов в них. В настоящей работе предложен вариант модификации одного из методов жидкофазной эпитаксии – термомиграция жидких зон в поле градиента температуры со сменой знака последнего, при которой жидкая зона может последовательно двигаться в двух противоположных направлениях. Этот вариант получил название “градиентная жидкофазная эпитаксия” (ГЖЭ) [5,6]. Нами исследовалось

движение обогащенной висмутом зоны InSb в твердотельной матрице того же состава.

Исследования квазибинарных гетеросистем антимонида-висмутида индия были проведены еще в начале 1970-х годов Жаном Луисом и его коллегами [7]. Крайне низкая растворимость Вi явилась главным фактором, ограничившим эти работы. В 1990-х годах возникла новая волна интереса к этим материалам [8,9]. Особый интерес вызвал висмутид индия. Это соединение, в отличие от широко используемых других соединений АЗВ5 – таких, как GaAs, InAs, InSb и др., проявляет, как сурьма и висмут, полуметаллические свойства и его решетка имеет тетрагональную структуру. Растворение InВi в антимониде индия приносит ряд новых тонких эффектов – термодинамических, кинетических, кристаллохимических, и, как следствие, дает возможность получения материалов с новыми приборными характеристиками. Настоящая статья содержит описание результатов исследования процессов роста твердых растворов $\text{InSb}_{1-x}\text{Bi}_x$ в условиях ГЖЭ.

Метод ГЖЭ с возвратно-поступательным движением жидких зон

Кратко опишем сущность методики. “Сэндвич”, образованный подложками InSb и тонким (50÷200 мкм) слоем расплава In:Sb:Bi (с долей до 85 % последнего компонента) располагается в реакционной камере ГЖЭ, в которой композиция вначале нагревается до расчетного значения температуры роста, а затем создается градиент температуры и осуществляется последовательное расплавление и последующая перекристаллизация подложки (в этом и заключается миграция жидкой зоны). Процесс вплоть до момента вывода зоны на поверхность матрицы – симметричен: смена знака ∇T ($\nabla' T = -\nabla T$) приводит лишь к тому, что подложка и источник обмениваются “ролями”. Но при этом перекристаллизованная подложка будет сходной с источником только по

структуре, но не по составу. В [5] показано, что такая смена направления перекристаллизации может успешно применяться для управления составом слоев. Распределение компонентов по координате роста можно варьировать в довольно широких пределах. Оно, в свою очередь, обуславливает определенные значения характеристик твердых растворов – коэффициент термического расширения (КТР), энергию фундаментального перехода, наличие и тип *p-n*-перехода.

Несоответствие постоянных решетки подложки и кристаллизуемого слоя, расхождение по КТР, градиенты элементных содержаний становятся дефектообразующими факторами. Разумеется, изменение технологических условий приводит к изменению “ландшафта напряжений”, возможной их релаксации, генерации дислокаций несоответствия, развитию или подавлению других дефектов.

Исследуем формирование профилей компонентов антимонида-висмутида индия, кристаллизующихся в поле переменного градиента температуры. Будем использовать стандартные допущения и предположения (о малости скорости кристаллизации и давлений паров компонентов и об отсутствии заметного диффузионного массопереноса на временах роста) – в [5] нами показано, что эти допущения оправданы.

В условиях ГЖЭ химический состав расплава и параметры теплового поля изменяются при движении зоны (поэтому метод относят к неконсервативным вариантам ЖФЭ) и коэффициенты сегрегации компонентов зависят от координаты роста:

$$k = k(x). \quad (1)$$

Стартовое распределение интересующего нас компонента можно описать выражением [10]:

$$C^L_{/x=0} = \beta \left[\gamma C_0^S + (1 - \gamma) C_0^{S'} \right] + (1 - \beta) C_0^L \quad (2)$$

где C_0^S - исходное содержание, например, сурьмы в пластине-источнике;
 $C_0^{S'}$ – таковое в подложке; C_0^L – содержание сурьмы в расплаве до смачивания им подложки; β – стартовая доля начального вещества подложки и источника в жидкой фазе перед порогом насыщения; γ – отношение долей подложки и источника в растворе-расплаве.

Приняв площадь межфазной границы равной 1, объем композиции можно приравнять толщине расплава l ; изменение содержания составляющей расплава dC^L при смещении поверхности затвердевания на величину dx , можно записать в виде уравнения неразрывности [5]:

$$dC^L = C_0^S \cdot \frac{dx}{l(x)} - k(x) \cdot C^L(x) \cdot \left[1 + \frac{dl(x)}{dx} \right] \frac{dx}{l(x)}, \quad (3)$$

где $C^L(x)$ – содержание соответствующего компонента в жидкой зоне.

Поскольку коэффициент распределения $k(x) = C^S / C^L$,

где C^S и C^L – содержания компонента на межфазной границе, содержание в твердом растворе

$$C^S(x) = k(x) \cdot C^L(x). \quad (4)$$

Последнее уравнение отображает эффект вариации толщины расплава при его миграции. Это изменение может быть вызвано двумя факторами – 1) дрейф включения в горячую зону, и 2) разная скорость вхождения компонентов расплава в решетку. Первый фактор, как правило, не дает существенного вклада, так как значение ∇T не превышает 6 К/мм, и путь зоны не более 100 мкм, таким образом, изменение температуры – в пределах погрешности ее измерения (0,1÷0,3 К). Второй фактор можно свести к минимуму, используя самые низкие значения температуры миграции. Таким образом, примем, что $l = \text{const}$, или $dl/dx = 0$.

Тогда (3) можно преобразовать к виду

$$\frac{dC_1^L(x)}{dx} + \frac{k_1(x)}{l_1} C_1^L(x) = \frac{C_0^S(x)}{l_1}. \quad (5)$$

Его решение, при стартовых условиях (2) дает распределение компонентов в пленке после одного прохода расплава (будем фиксировать это значком “Г” ($C_1^S(x)$)).

После реверса градиента температуры зона мигрирует в противоположном направлении и начинается процесс эпитаксии на перекристаллизованной пластине, служившей источником компонентов в первой стадии. Уравнение концентраций можно представить в виде:

$$\frac{dC_{II}^L(z)}{dz} + \frac{k_{II}(z)}{l_{II}} C_{II}^L(z) = \frac{C^S(x)}{l_{II}}. \quad (6)$$

Координата роста z связана с “встречной” координатой x соотношением

$$z = (h \pm d_0) - x, \quad (7)$$

где d_0 – поперечный размер закристаллизованного слоя (если температуру уменьшали, $T_{II} < T_I$), или толщина слоя расплава, в случае $T_{II} > T_I$. Как показано в работе [11], размеры эти примерно одинаковы и задаются выражением

$$2d_0 \approx \Delta\beta l_I,$$

где $\Delta\beta$ – содержание добавочно расплавленной твердой фазы (или, напротив, добавленного твердого раствора).

Содержание вещества $2d_0 \approx \Delta\beta l_I, C(x)$ в твердом растворе, через который происходит миграция зоны в противоположном направлении, задается уравнениями

$$C^S(x) = \begin{cases} C_I^S(h + d_0 - z) \text{ при } z > d_0, T_{II} < T_I, \\ C_I^S(h) \text{ при } z = d_0 \text{ (т.е. } x = h), T_{II} < T_I, \\ C_I^S(h + d_0 - z) \text{ при } z < d_0, T_{II} < T_I, \\ C_I^S(h - d_0 - z) \text{ при любом } z, T_{II} > T_I. \end{cases} \quad (8)$$

Далее задача (8) решается с начальными условиями

$$C_I^L \Big|_{z=0} = \Delta\beta \left[\gamma C_I^S \Big|_{x=h} + (1-\gamma) C_I^{S'} \Big|_{x=h} \right] + (1-\Delta\beta) C_I^L \Big|_{x=h}. \quad (9)$$

Решение представляет собой распределение компонентов в слое.

Теоретический анализ конечных стадий растворения Bi в слоях антимонида индия требует учета изменения коэффициента сегрегации висмута k_{Bi} как примеси. Если изначально Bi не содержится в источнике, уравнения (2), (5) и (9) можно упростить:

$$C_I^L \Big|_{x=0} = (1-\beta_I) C_0^L, \quad (10)$$

$$\frac{dC_I^L}{dx} + \frac{k_I(x)}{l_I} C_I^L = 0, \quad (11)$$

$$C_{II}^L \Big|_{z=0} = \Delta\beta\gamma C_I^S \Big|_{x=h} + (1-\Delta\beta) C_I^L \Big|_{x=h}. \quad (12)$$

Без изменений остается уравнение (6).

Исследуем изменение содержания висмута индия в твердом растворе после 2-х перемещений зоны, поскольку далее все повторяется; конечные содержания компонентов после i -го прохода зоны берутся в качестве начальных для $(i+1)$ -го.

Уравнение (6) для второго цикла принимает вид:

$$\frac{dC_{BII}^L}{dz} + \frac{k_{BII}(x)}{l_{II}} C_{BII}^L = \frac{(1-\beta_{BI}) \left(k'_{0BI} \right)^2 C_{0B}^L k_{0B} \exp\left(k'_{0BI} \frac{h-z}{l_I} \right)^2}{l_{II} \left[\alpha_I C_{0B}^L + k_{0BI} \exp\left(k_{0BI} \frac{h-z}{l_I} \right) \right]}, \quad (13)$$

где
$$k_{BII}(z) = k_{0BII} + \alpha_{II} [C_{0B}^L - C_{BII}^L(z)] \quad (14)$$

Аналитическое решение этого уравнение возможно только в самых простых частных случаях, не представляющих существенного интереса. Нами был осуществлен вычислительный эксперимент в среде Borland+, использовался метод Рунге-Кутты с точностью 10^{-6} . Из полученных данных следует, что если температуры T_I и T_{II} равны, кроме того, равны толщины l_I и l_{II} , при изменении начальных содержаний компонентов, температуры и дистанции миграции расплава, содержание $InBi$ и его градиент можно управляемо изменять в широком диапазоне. Градиент ∇X_{Bi}^S оказывается обратно пропорциональным толщине пленки l .

Кроме того, эта величина возрастает при обогащении расплава чистым висмутом. Еще одним успешным технологическим приемом, как показало моделирование, является уменьшение объема расплава перед сменой знака ∇T . При этом растет значение ∇X_{Bi}^S . Таким образом, изменяя параметры C_{OB}^L , T и l , можно получить варизонные эпитаксиальные слои с заданной геометрией и составом.

В экспериментах формировались композиции с толщиной расплава до 200 мкм; процесс перекристаллизации в каждом направлении осуществлялся в течении 15-25 мин; дистанция перемещения зоны составляла порядка нескольких процентов ее стартовой толщины и поперечный размер перекристаллизованных в двух и более циклах слоев составлял $5 \div 15$ мкм.

На рис. 1 показана нелинейная зависимость содержания висмута в расплаве от дистанции термомиграции. Здесь и на следующем рисунке видно, что растворимость Bi конечна и его содержание в твердом растворе лимитировано – не более 2%.

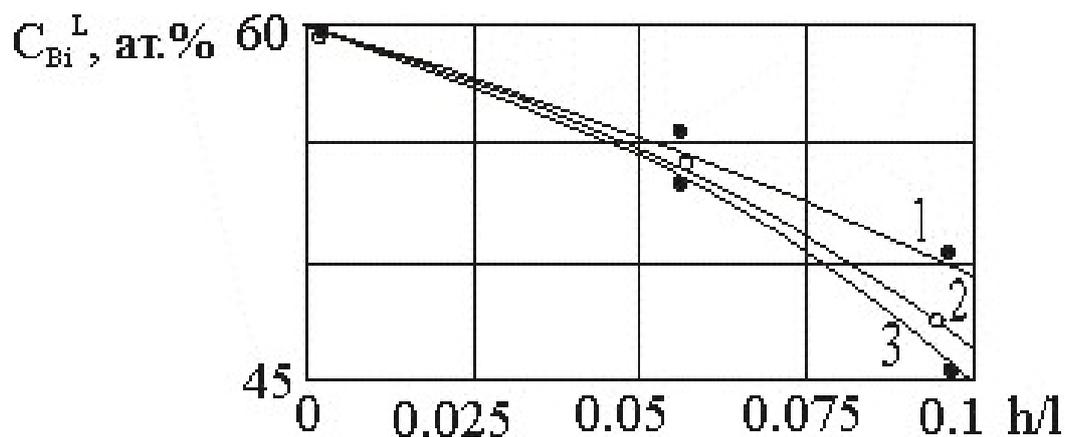


Рис. 1. – Содержание висмута в расплаве как функция дистанции перекристаллизации, кривые – результаты вычислений, значки при кривых – экспериментальные данные. Температура во всех случаях 677 К.

$l = 200$ мкм (1), 80 мкм (2), 50 мкм (3)

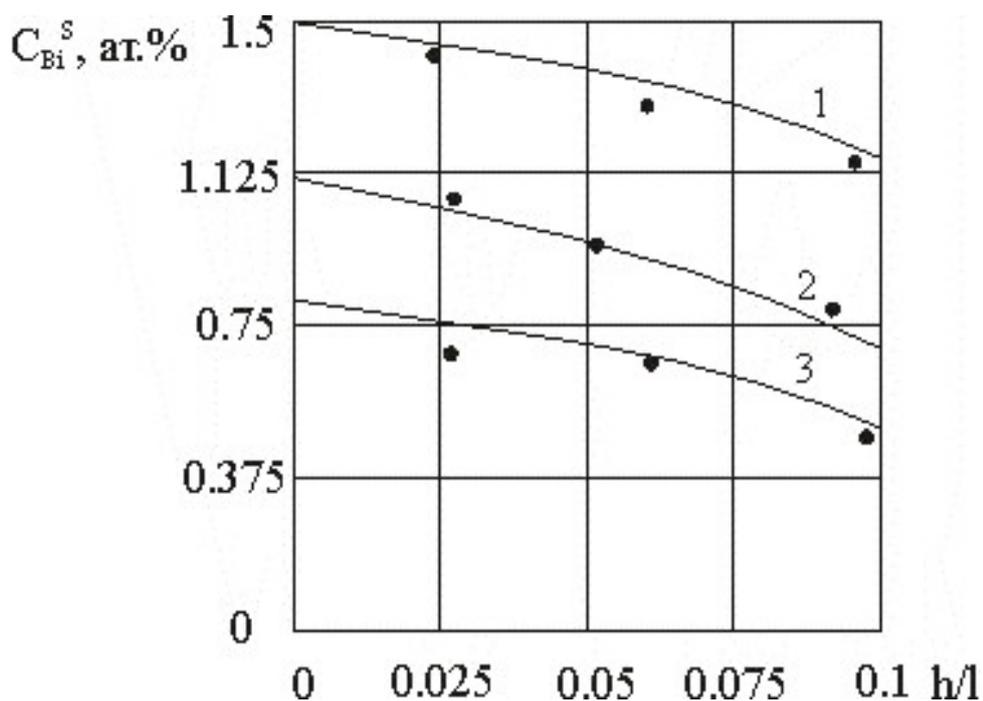


Рис. 2. – Содержание висмута в твердой фазе в зависимости от дистанции перекристаллизации. Условия те же, что на рис.1.

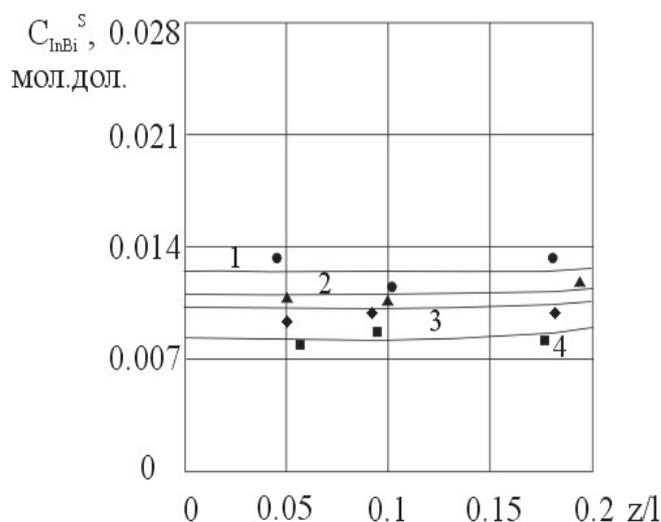


Рис. 3. – Вариации концентрации висмута после смены знака градиента температуры (миграция зоны во встречном направлении)

- (1) $l = 200$ мкм, $T = 703$ К, $X_{Bi}^{OL} = 0,55$;
- (2) $l = 80$ мкм, $T = 703$ К, $X_{Bi}^{OL} = 0,45$;
- (3) $l = 50$ мкм, $T = 703$ К, $X_{Bi}^{OL} = 0,40$;
- (4) $l = 50$ мкм, $T = 677$ К, $X_{Bi}^{OL} = 0,40$.

Значки при кривых – данные эксперимента

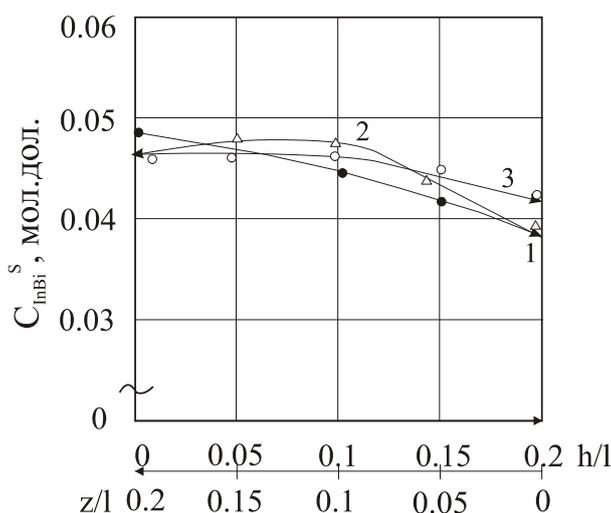


Рис. 4. – Вариации концентрации висмута после 2-х смен знака градиента температуры, $T = 723$ К: (1) – первый, (2) – второй встречный, (3) – третий пути перекристаллизации.

Значки при кривых – данные эксперимента

Рентгеноструктурные исследования твердых растворов антимонида-висмутида индия

Измерения проводились на установке ДРОН-3М, излучение в линиях Cu_α с никелевым фильтром, $U = 30$ кВ, $I = 30$ мА, скорость ленты самописца 12 мм/мин.

Использовалась схема Брэгга-Брентано. Образец твердого раствора помещался в расходящемся пучке и вращался вместе со счетчиком вокруг оси гониометра, отношение скоростей 1:2. Пики соответствовали отражению n -го порядка от комплекса плоскостей (hkl) с межатомным расстоянием d , отношение его к номеру порядка d/n определяло угол 2θ . Данные измерений сопоставлялись с известными значениями d [12]. Параметры ячейки для антимонида индия известны, для идентификации структуры фазы InSb-InBi эксперимент осуществлялся по следующей схеме: 1) определение 2θ по рентгенограмме; 2) вычисление 2θ для различных комбинаций (hkl); 3) сопоставление совпавших чисел.

Индексы плоскостей вычислялись по найденным значениям d , далее межплоскостные расстояния уточнялись и осуществлялись дальнейшие расчеты. В таблице 1 даны значения постоянной решетки и (hkl) для антимонида индия, в таблице 2 – для висмутида индия.

На рис. 5 (вставка) приведены дифрактограммы твердого раствора InSbBi/InSb. Линии Bi с $2\theta = 45,86^\circ$ проявляются на позиции 9 (см. рис. 5). То есть, предельное содержание висмута – 0,045, что несколько превышает расчетные значения (см. предыдущий раздел).

Таблица 1

Постоянная решетки в направлении координаты, поперечной к пластине антимолида индия и индексы плоскостей

	$2\theta^0_{\text{эксп.}}$	$d_{\text{эксп.}}, \text{Å}$	hkl	I %	$d_{\text{расч.}}, \text{Å}$
1	23,771	3,74008	111	100	3,7401
2	27,516	3,23900	200	0,03	3,23902
3	39,307	2,29032	220	79,61	2,2903
4	46,455	1,95319	311	48,98	1,9532
5	48,651	1,87004	222	0,01	1,87
6	56,802	1,61950	400	13,25	1,61948
7	62,439	1,48616	331	19,76	1,4862
8	64,252	1,44852	420	002	1,4485
9	71,258	1,32232	422	26,44	1,3223
10	76,322	1,24669	511	10,89	1,2467
11	76,322	1,24669	333	3,63	1,2467
12	84,545	1,14516	440	8,42	1,14512
13	89,414	1,09498	513	15,03	1,09496
14	91,034	1,07967	600	000	1,07963
15	91,034	1,07967	442	001	1,07963
16	97,537	1,02426	620	13,23	1,02424

Таблица 2

Постоянная решетки в направлении координаты, поперечной к слою квазисоединения висмутита индия и индексы плоскостей

N	$2\theta^0_{\text{эксп.}}$	$d_{\text{эксп.}}, \text{Å}$	hkl	I %	$d_{\text{расч.}}, \text{Å}$
1	22,468	3,954	0,03	4,79	3,952
2	23,794	3,73653	101	1,47	3,7365
3	27,165	3,28009	012	100,0	3,2801
4	37,955	2,3687	104	37,28	2,3688
5	39,619	2,273	110	39,29	2,270
6	44,554	2,0398	015	6,67	2,03982
7	45,863	1,977	006	5,90	1,979
8	46,021	1,9706	113	4,64	1,971
9	46,740	1,94192	021	0,25	1,9419
10	48,700	1,86826	202	21,22	1,8683
11	56,027	1,64004	024	12,45	1,64
12	59,325	1,55651	107	5,27	1,5565
13	61,126	1,5149	205	2,68	1,515
14	62,181	1,4917	116	14,66	1,492
15	62,896	1,47646	211	0,21	1,4765
16	64,513	1,4433	122	18,74	1,4430
17	67,439	1,3876	018	4,08	1,3878
18	70,786	1,32998	214	12,69	1,32994
19	71,528	1,318	009	1,52	1,3179
20	71,885	1,31232	300	7,2	1,3123
21	73,711	1,28426	027	2,85	1,2843
22	75,333	1,26058	125	2,98	1,2606
23	76,408	1,24551	033	0,55	1,2455
24	76,408	1,24551	303	0,55	1,2455
25	81,143	1,18435	208	2,52	1,1844
26	85,000	1,14019	119	5,99	1,1402

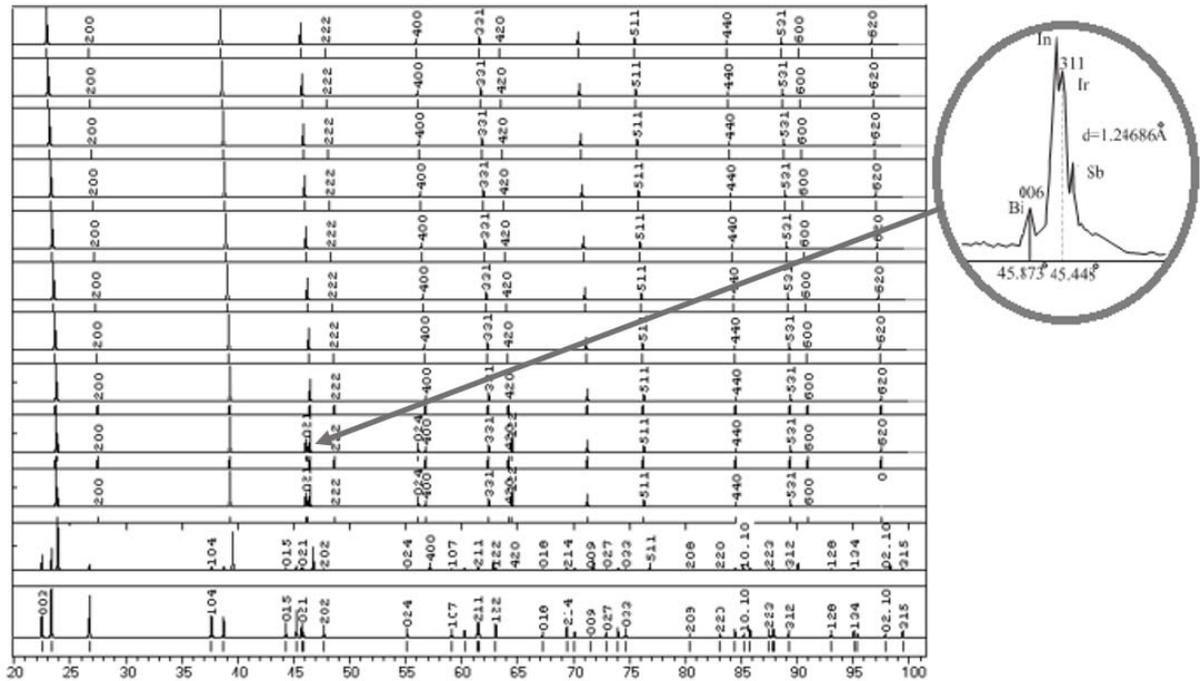


Рис. 5. – Дифрактограммы

- (а) InSb, $a=6,478 \text{ \AA}$, $\alpha = \beta = \chi = 90^\circ$; (б) InSb_{0,995}Bi_{0,005}, (в) InSb_{0,99}Bi_{0,01};
 (г) InSb_{0,985}Bi_{0,015}; (д) InSb_{0,98}Bi_{0,02}; (е) InSb_{0,975}Bi_{0,025}; (ж) InSb_{0,97}Bi_{0,03};
 (з) InSb_{0,965}Bi_{0,035}; (и) InSb_{0,96}Bi_{0,04}; (к) Bi, $a=b=4,546 \text{ \AA}$, $c=11,862 \text{ \AA}$,
 $\alpha = \beta = 90^\circ$, $\chi = 120^\circ$.

Данные (б)–(и) соответствуют прямой миграции расплава

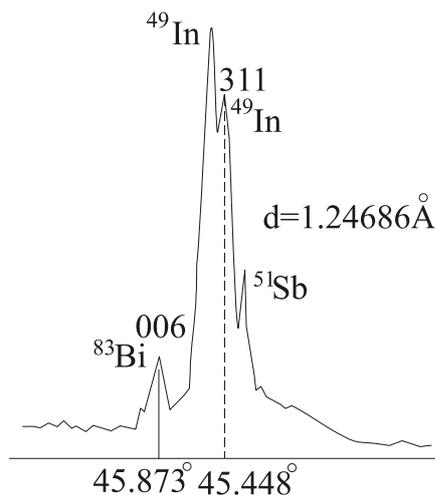


Рис. 6. – Кривые дифракционного отражения слоя антимонида-висмута индия ($X_{\text{Bi}}^{\text{S}} = 0,035$), выращенного на однократном перемещении расплава через пластину InSb

Зависимость межплоскостного расстояния от содержания висмута в твердой фазе отображена на рис. 7.

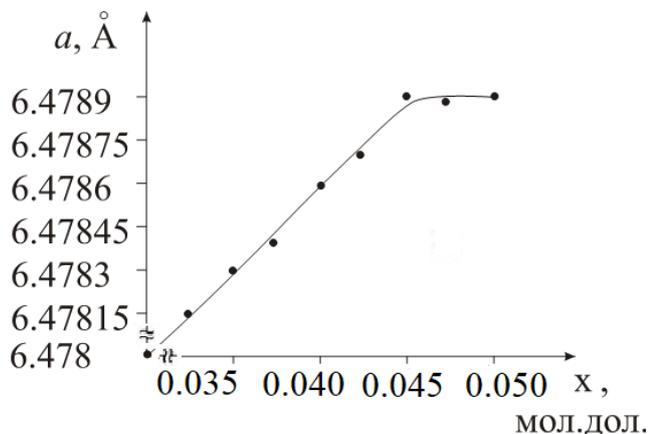


Рис. 7. – Постоянная решетки как функция состава твердой фазы
По оси абсцисс – содержание Bi в $\text{InSb}_{1-x}\text{Bi}_x$, мол. дол.

Вид кривых отражения свидетельствует о высоком структурном совершенстве эпитаксиальных пленок. Пики становятся более интенсивными – вплоть до 3-х циклов термомиграции. В дальнейшем вид кривых не изменялся, то есть, достаточно двух прямых и одного обратного процесса перекристаллизации для получения слоев требуемого качества.

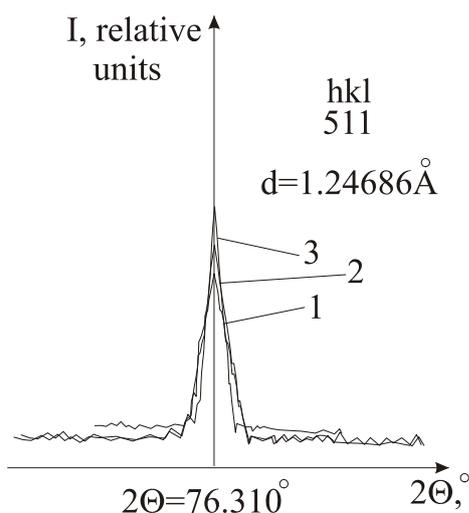


Рис. 8. – Кривые дифракционного отражения гетеросистемы InSb-InBi. Число актов термомиграции расплава – 1 (1), 2 (2), 3 (3)

Выводы

В работе показана возможность формирования в поле температурного градиента эпитаксиальных пленок узкозонного твердого раствора – антимонида-висмутида индия с управляемым по геометрии слоя составом. Факторами управления являются стартовый состав расплава, его топология, дистанция термомиграции, градиент температуры и количество циклов перемещения жидкой зоны. В частности, там, где это необходимо, можно получить однородный по координате роста слой при исходном варизонном распределении компонентов. В ходе многостадийного процесса оказываются возможными программируемые скачки концентраций и, в перспективе, получение мезоструктуры слоя (сверхрешетки с периодом 300 нм и менее).

Результаты рентгеноструктурного анализа выращенных образцов квазибинарного твердого раствора антимонида-висмутида индия показали возможность формирования пленок приборного качества. Определено предельное содержание Вi в структуре с допустимым уровнем дефектов ($X_{\text{Bi}}^{\text{S}} = 0,035$ мол. дол). Для системы InSbBi-InSb уточнено значение постоянной решетки по линиям, соответствующим углам $2\theta = 76,310^\circ$, $d = 1,2469 \text{ \AA}$, ориентация (511) – $a = 0,6479 \text{ нм}$.

Исследования выполнены в лаборатории физики полупроводников ЮРГПУ (НПИ) и лаборатории вычислительного эксперимента физического материаловедения ДГТУ.

Литература

1. Благин А.В., Благина Л.В., Нефедова Н.А. и др. Физические свойства светоизлучающих твердых растворов, изопериодных антимониду галлия. // Инженерный вестник Дона, 2017, № 4 URL: ivdon.ru/ru/magazine/arhive/n4y2017/4613.

2. Шутов С.В. Влияние изовалентного легирования висмутом на свойства эпитаксиального арсенида галлия // Технология и конструирование в электронной аппаратуре. 1999. №5-6. С. 48-50.
 3. Звонков Б.Н., Карпович И.А., Байдусь Н.В., Филатов Д.О., Морозов С.В. Влияние легирования слоя квантовых точек InAs на морфологию и фотоэлектрические свойства гетероструктур GaAs/InAs // Физика и техника полупроводников. 2001. №1 Т.35. С. 91-97.
 4. Благин А.В., Гусев Д.А., Середин Б.М., Алфимова Д.Л. Формирование массивов квантовых точек $GaxIn_{1-x}AsyP_{1-y}/GaAs$ в процессе ионно-лучевого осаждения // Неорганические материалы. 2014. №3 Т.50. С. 237-243.
 5. Физика градиентной эпитаксии многокомпонентных полупроводниковых гетероструктур / Лунин Л.С., Благин А.В., Алфимова Д.Л., Попов А.И., Разумовский П.И., Ростов-на-Дону: СКНЦ ВШ, 2008. 212 с.
 6. Благин А.В., Калинин В.В., Лебедев В.И., Лунин Л.С. Физика кристаллизации и дефектов твердотельных структур на микро- и наномасштабе. Ростов-на-Дону: ЮНЦ РАН, 2009. 288 с.
 7. Jean-Louis, A.M. and G. Duraffourg, 1973. Phys. St. Sol. V.59, p: 495.
 8. Волошин А.Э., Вермке А. и др Изв. РАН. Сер. Неорганические материалы. 1991. №3 Т.27. С. 451-456.
 9. Дейбук В.Г., Виклюк Я.И., Раренко И.М. Физика и техника полупроводников. 1999. №3 Т.33. С. 289 – 292.
 10. Крыжановский В.П., Овчаренко А.Н., Юрьев В.А. Исследование эволюции формы межфазных границ при выращивании кристаллов методом ЗПГТ при наличии на межфазных границах структурных неоднородностей // Кристаллизация и свойства кристаллов. Новочеркасск: НПИ, 1985. С. 61-66.
-

11. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. М.: Мир, 1978. 808 с.
12. Стрельченко С.С., Лебедев В.В. Соединения АЗВ5. М.: Металлургия, 1984. 144 с.
13. Дудкина С.И., Шилкина Л.А., Андриюшина А.Н. и др. Влияние технологических режимов на свойства твердых растворов (1-х) $PbZrO_3 - xPbTiO_3$. // Инженерный вестник Дона, 2015, № 2 URL: ivdon.ru/ru/magazine/arhive/m2p2y2015/2971.
14. Попова И.Г., Ершов И.В., Илясов В.В. Электронная структура и магнитные свойства квазидвумерных систем MeO ($Me = Mn, Fe, Co, Ni$) в ферромагнитном упорядочении. // Инженерный вестник Дона, 2014, № 3 URL: ivdon.ru/ru/magazine/arhive/n3y2014/2519.
15. Zav'yalov, V.V., E.A. Zotova and E.Yu. Shamparov, 2008. A Two-Channel Two-Frequency Low-Temperature Photodetector at Wavelengths of 119 and 220 nm of an H₂O Laser. *Instruments and Experimental Techniques*, 3(51): pp. 428–433.

References

1. Blagin A.V., Blagina L.V., Nefedova N.A. i dr. *Inženernyj vestnik Dona (Rus)*, 2017, № 4. URL: ivdon.ru/ru/magazine/arhive/n4y2017/4613.
2. Shutov S.V. *Tekhnologiya i konstruirovanie v elektronnoy apparature*. 1999. №5-6. pp. 48-50.
3. Zvonkov B.N., Karpovich I.A., Baydus' N.V., Filatov D.O., Morozov S.V. *Fizika i tekhnika poluprovodnikov*. 2001. №1 T.35. pp. 91-97.
4. Blagin A.V., Gusev D.A., Seredin B.M., Alfimova D.L. *Neorganicheskie materialy*. 2014. №3 T.50. pp. 237-243.
5. *Fizika gradientnoy epitaksii mnogokomponentnykh poluprovodnikovykh geterostruktur* [Physics of a gradient epitaxy of multicomponent semiconductor

heterostructures]. Lunin L.S., Blagin A.V., Alfimova D.L., Popov A.I., Razumovskiy P.I., Rostov-na-Donu, SKNTs VSh, 2008. 212 p.

6. Blagin A.V., Kalinchuk V.V., Lebedev V.I., Lunin L.S. Fizika kristallizatsii i defektov tverdotel'nykh struktur na mikro- i nanourovne [Physics of crystallization and defects of solid-state structures on micro and a nanolevel]. Rostov-na-Donu, YuNTs RAN, 2009. 288 p.

7. Jean-Louis, A.M. and G. Duraffourg, 1973. Phys. St. Sol. V.59, 495 p.

8. Voloshin A.E., Vermke A. i dr. Izv. RAN. Ser. Neorganicheskie materialy. 1991. №3 T.27. pp. 451-456.

9. Deybuk V.G., Viklyuk Ya.I., Rarenko I.M. Fizika i tekhnika poluprovodnikov. 1999. №3 T.33. pp. 289 – 292.

10. Kryzhanovskiy V.P., Ovcharenko A.N., Yur'ev V.A. Kristallizatsiya i svoystva kristallov [Crystallization and properties of crystals]. Novocherkassk, NPI, 1985. pp. 61-66.

11. Kristian Dzh. Teoriya prevrashcheniy v metallakh i splavakh [The theory of transformations in metals and alloys]. M. Mir, 1978. 808 p.

12. Strel'chenko S.S., Lebedev V.V. Soedineniya A3V5 [Combination A3B5]. M. Metallurgiya, 1984. 144 p.

13. Dudkina C.I., Shilkina L.A., Andryushina A.N. i dr. Inženernyj vestnik Dona (Rus), 2015, № 2. URL: ivdon.ru/ru/magazine/arhive/m2p2y2015/2971.

14. Popova I.G., Ershov I.V., Ilyasov V.V. Inženernyj vestnik Dona (Rus), 2014, № 3. URL: ivdon.ru/ru/magazine/arhive/n3y2014/2519.

15. Zav'yalov, V.V., E.A. Zotova and E.Yu. Shamparov, 2008. Instruments and Experimental Techniques, 3(51), pp. 428–433.